

日 本 国 特 許 庁
JAPAN PATENT OFFICE

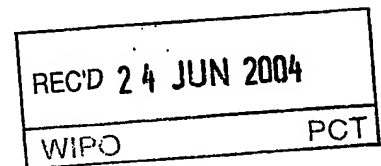
30.04.2004

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office.

出 願 年 月 日 2 0 0 3 年 3 月 3 1 日
Date of Application:

出 願 番 号 特 願 2 0 0 3 - 0 9 7 0 1 5
Application Number:
[ST. 10/C]: [J P 2 0 0 3 - 0 9 7 0 1 5]



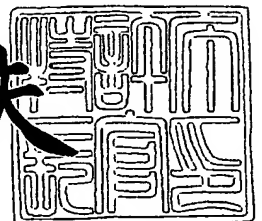
出 願 人
Applicant(s): 日立金属株式会社
 日野自動車株式会社

PRIORITY DOCUMENT
SUBMITTED OR TRANSMITTED IN
COMPLIANCE WITH
RULE 17.1(a) OR (b)

2 0 0 4 年 6 月 1 0 日

特許庁長官
Commissioner,
Japan Patent Office

今 井 康 夫



【書類名】 特許願

【整理番号】 S002B03

【あて先】 特許庁長官殿

【国際特許分類】 F02F 3/00
C22C 38/00

【発明者】

【住所又は居所】 栃木県真岡市鬼怒ヶ丘 1 1 番地 日立金属株式会社素材
研究所内

【氏名】 大塚 公輝

【発明者】

【住所又は居所】 栃木県真岡市鬼怒ヶ丘 1 1 番地 日立金属株式会社素材
研究所内

【氏名】 遠藤 誠一

【発明者】

【住所又は居所】 栃木県真岡市鬼怒ヶ丘 1 1 番地 日立金属株式会社素材
研究所内

【氏名】 服部 高志

【発明者】

【住所又は居所】 栃木県真岡市鬼怒ヶ丘 1 1 番地 日立金属株式会社素材
研究所内

【氏名】 原 雅徳

【特許出願人】

【識別番号】 000005083

【氏名又は名称】 日立金属株式会社

【代表者】 本多 義弘

【手数料の表示】

【予納台帳番号】 010375

【納付金額】 21,000円

【提出物件の目録】

【物件名】	明細書	1
【物件名】	図面	1
【物件名】	要約書	1
【プルーフの要否】	要	

【書類名】 明細書

【発明の名称】 内燃機関用ピストンおよびその製造方法

【特許請求の範囲】

【請求項1】 鋳鋼からなり、鋳造一体に形成されていることを特徴とする内燃機関用ピストン。

【請求項2】 前記内燃機関用ピストンが、頭部と、ピンボス部と、スカート部とを含み鋳造一体に形成されていることを特徴とする請求項1に記載の内燃機関用ピストン。

【請求項3】 前記内燃機関用ピストンが、冷却空洞部を含め鋳造一体に形成されていることを特徴とする請求項1または請求項2に記載の内燃機関用ピストン。

【請求項4】 前記鋳鋼が、Mn、Crの少なくとも1つを含む硫化物の面積率が0.2～3.0%で、全硫化物の数に対する円形度0.7以上の硫化物の数が70%以上であることを特徴とする請求項1乃至請求項3の何れかに記載の内燃機関用ピストン。

【請求項5】 前記鋳鋼は基地組織が、フェライト相、パーライト相からなることを特徴とする請求項1乃至請求項4の何れかに記載の内燃機関用ピストン。

【請求項6】 前記鋳鋼が、質量比で、C:0.55%以下、Si:2%以下、Mn:3%以下、S:0.2%以下、Nb、V、Tiの少なくとも1つを0.5%以下含有することを特徴とする請求項5に記載の内燃機関用ピストン。

【請求項7】 前記鋳鋼は基地組織が、フェライト相、マルテンサイト相からなり、オーステナイト相が30%未満であることを特徴とする請求項1乃至請求項4の何れかに記載の内燃機関用ピストン。

【請求項8】 前記鋳鋼が、質量比で、C:0.5%以下、Si:2%以下、Mn:3%以下、S:0.2%以下、Ni:6%以下、Cr:20%以下、Cu:6%以下、Nb:5%以下を含有することを特徴とする請求項7に記載の内燃機関用ピストン。

【請求項9】 前記鋳鋼が、質量比で、C:0.03～0.5%、Si:0

、2～2.0%、Mn：0.3～3.0%、S：0.05～0.20%、Ni：0.5～6%、Cr：6～20%、Cu：1～6%、Nb：0.2～5%を含有することを特徴とする請求項7または請求項8に記載の内燃機関用ピストン。

【請求項10】 前記C、Ni、Nbが $[0.05 < (C\% + 0.15Ni\% - 0.10Nb\%) \leq 0.80]$ の範囲で含有することを特徴とする請求項7乃至請求項9の何れかに記載の内燃機関用ピストン。

【請求項11】 前記鋳鋼が、質量比で、Al：0.04%以下、Mg：0.04%以下、およびCa：0.04%以下の少なくとも1つを含有することを特徴とする請求項5乃至請求項10の何れかに記載の内燃機関用ピストン。

【請求項12】 前記鋳鋼が、350℃から500℃の範囲において0.2%耐力が350MPa以上、縦弾性係数が140GPa以上で、かつ常温から500℃の平均線膨張係数が $10 \sim 16 \times 10^{-6} / ^\circ\text{C}$ であることを特徴とする請求項1乃至請求項11の何れかに記載の内燃機関用ピストン。

【請求項13】 前記鋳鋼を、鑄造後、850℃以上に保持して空冷することを特徴とする請求項5または請求項6に記載の内燃機関用ピストンの製造方法。

【請求項14】 前記鋳鋼を、鑄造後、450℃以上に保持して空冷することを特徴とする請求項7乃至請求項10の何れかに記載の内燃機関用ピストンの製造方法。

【請求項15】 前記鋳鋼を、鑄造後、1000℃以上に保持して急冷した後、450℃以上に保持して空冷することを特徴とする請求項14に記載の内燃機関用ピストンの製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

本発明は、自動車用エンジン、特にディーゼルエンジンなどに好適な内燃機関用ピストンに関する。

【0002】

【従来の技術】

自動車用のエンジンは、NO_x（窒素酸化物）やPM（粒子状物質）といった環境負荷の低減と、燃費の向上を図るため、燃焼温度、燃焼圧力が上昇し、また高速化が進んでいる。そのため、特にディーゼルエンジン用のピストンにも、燃焼温度、燃焼圧力の増大に対する耐久性と、高速化に伴う振動を低減するための軽量化が求められている。そこで近年、ディーゼルエンジン用のピストンには、熱的および機械的な耐久性が350℃程度と低く、熱膨張量の大きい（JIS）AC8Aなどのアルミニウム合金材に代わり、燃焼温度に対する耐久性が高い球状黒鉛鋳鉄材が採用されつつある。（例えば、特許文献1参照）。

【0003】

一方、内燃機関用ピストン（以下、単に「ピストン」という）のピンボス部を含む頭部とスカート部とを別体として製作し、組み立てたものもある。図5はそのピストン20の一例の断面図である。図5のピストン20で、頭部21とピンボス部24を、重量比で、C：0.32～0.45%、Si：0.4～0.9%、Mn：1.0～1.8%、P：0.035%以下、S：0.065%以下、V：0.06～0.15%、残部：Feからなる、析出硬化したフェライトーパーライト組織の鍛鋼材とし、またスカート部22をアルミニウムなどの軽合金とすることで、従来の（DIN）42CrMo4材〔（JIS）SCM440相当〕よりも、さらに低コストに製造できるとする開示もある（例えば、特許文献2参照）。なお、図5で、25は頭部21に設けられた燃焼室、26は頂面、27はピストン20の燃焼室25の開口縁であるリップ、28はピストン20の外周中で最も燃焼室25に近いトップランド、29はピストンリングが装着されるリング溝、23はオイルを循環して燃焼室25を冷却するための冷却空洞部、20hはピン孔中心から頂面26までの寸法のコンプレッションハイトである。

【0004】

さらに、ピストンを、頭部と、スカート部と、ピンボス部とを別体として製作し、接合したものもある。図7は、頭部31と、スカート部32と、ピンボス部34とを別体として製作し、拡散接合した、従来のピストン30の断面図である。図7で、ピストン30は、頭部31を耐熱鋼のような高温で高強度の材料とし、スカート部32をノジュラー鋳鉄（すなわち、球状黒鉛鋳鉄）のような摺動性

が良好な材料とし、ピンボス部 34 をニッケル・クロム・モリブデン鋼のような高強度材とし、これら 3 者を接合面 M1、M2 で拡散接合することで、軽量にするとともに接合強度を大きくできるとする開示もある（例えば、特許文献 3 参照）。なお、図 7 で、35 は燃焼室、36 は頂面、37 はリップ、38 はトップランド、39 はリング溝、33 はオイルを循環して燃焼室 35 を冷却するための冷却空洞部、30h はコンプレッションハイトである。なお、冷却空洞部 33 は頭部 31 とピンボス部 34 を接合面 M1 で接合して形成している。

【0005】

【特許文献 1】

特開平 10-85924 号公報（第 2 頁第 1 欄第 39～46 行）

【特許文献 2】

米国特許第 5,136,992 号明細書（第 2 欄第 37～52 行）

【特許文献 3】

特開平 7-293326 号公報（第 3 頁第 1 欄第 1～7 行、図 1）

【0006】

【発明が解決しようとする課題】

最近、ピストンにかかる熱負荷がさらに上昇してきており、ピストンには 450～500℃の燃焼温度に対応する、高温耐力、高温剛性、耐熱き裂性が要求されてきている。また、従来のピストンと同様に低熱膨張性も兼ね備えていなければならない。また、エンジンの回転数を上げるためにピストンの主要部肉厚を薄く、軽量化することで往復運動時の慣性を少なくし、またコンプレッションハイトを低くしてエンジンルームをコンパクト化することが要求されてきている。さらに、従来、ディーゼルエンジン用のピストンには必須の冷却空洞部を含め一体に形成して、低コストにすることも要求されてきている。

【0007】

しかしながら、前記特許文献 1 に開示される球状黒鉛鑄鉄材からなるピストンを薄肉にして、常温から 450～500℃の温度域で使用すると、繰返しの高温での燃焼により、黒鉛を起点として内部酸化が発生し、さらにこれが熱き裂に成長する。さらに、長時間この温度域にさらされて、パーライトの分解が促進され

て材質が劣化することにより、変形や強度低下に伴って熱き裂を助長する。例えば、直噴型エンジンに球状黒鉛鑄鉄のピストンを用いると、高温となる燃焼室やその近くのリップにき裂が発生することがあり、また薄肉にすると、高温剛性が低いので、精密に仕上げた形状寸法を維持できず、ブローバイや磨耗、焼付き、または破損といった不具合が生じ、エンジン性能を損なう。

【0008】

また、前記特許文献2に開示される、図5に示すピンボス部24を含む頭部21を鍛鋼材としたピストン20は、高温剛性は優れているものの、冷却空洞部23を含め1つの製造工程で一体に形成することができない。また、特許文献2に限らず、一般に鍛造法では、鍛造工程と、冷却空洞部23の加工工程と、空洞部を塞ぐためのふたfを取り付ける工程など、製造工程が多く、冷却空洞部23の加工では深溝の特殊な切削加工含み、また分割した頭部21とスカート部22ほかとを組み立てる必要があり、製造コストが上昇する。また、鍛造法で製造されるピストンは、図6の金属組織顕微鏡写真（倍率400）に示すように、硫化物やほかの介在物aが鍛造時の主変形方向、すなわち鍛流線に沿って繊維状に伸びて存在することから、常温から450～500℃の温度域の高い熱負荷のもとで使用すると、燃焼室25の開口縁であるリップ27ほかに熱き裂が発生するおそれがある。とりわけ、加工工程の時間短縮や安価な切削工具の使用などを狙って、基地組織に硫化物を多く生成させ切削性を改善しようとする、繊維状の硫化物が増加して熱き裂の発生傾向が一層増加するという問題がある。さらに、特許文献2に開示される鍛鋼材のピストン20は、少なくとも、冷却空洞部23を加工するため、加工バイトが入る分のスペースが必要で、その結果、コンプレッションハイト20hが増加するので、軽量にできず、またエンジンルームをコンパクト化することが難しい。

【0009】

また、特許文献3に開示される、図7に示す拡散接合したピストン30は、頭部31、スカート部32、ピンボス部34を別体に製作しているので、部品や工程数が多く、製造コストを増大させる。また、頭部31を耐熱鋼、スカート部32をノジュラー鑄鉄（すなわち、球状黒鉛鑄鉄）、ピンボス部34をニッケル・

クロム・モリブデン鋼のような材料としているが、これらの主要な各構成部分を接合している接合部は、450～500℃の温度域では、高温耐力が十分ではなく、耐熱き裂性を損なうことがあり、接合部の信頼性に問題がある。

【0010】

また、主要構成部分の接合手段として、溶接や摩擦圧接による方法も知られているが、溶接や摩擦圧接では上述の拡散接合よりもさらに常温から450～500℃の温度域で使用するための接合強度を確保することが困難である。また、冷却空洞部に接合部を形成すると、接合時に冷却空洞部の内壁側接合部にバリが生ずる。冷却空洞部はオイルを循環させるための開口部を除き閉鎖されているため、内壁側のバリを完全に除去することは不可能であり、残留するバリで冷却空洞部が狭くなりオイルの流れを妨げ燃焼室の冷却効率を低下させたり、使用中に剥離、脱落したバリが、シリンダライナやピストンリングの摩耗を助長するなどエンジン性能を損なうおそれがある。

【0011】

本発明は、上記課題に鑑みてなされたもので、その目的は、常温から450～500℃の温度域で使用するの高温耐力、高温剛性、耐熱き裂性、低熱膨張性とを有し、自動車エンジン、特にディーゼルエンジンなどに好適な内燃機関用ピストンとその製造方法を得ることにある。

【0012】

【課題を解決するための手段】

【0013】

本発明の内燃機関用ピストンは、鋳鋼からなり、鋳造一体に形成されていることを特徴とする。ピストンを鋳鋼材から適切に選択することで、常温から450～500℃の温度域で使用しても十分な高温耐力、高温剛性、耐熱き裂性、低熱膨張性とを備えたピストンとなり、高温となる燃焼室やその近くのリップにき裂が発生しにくい。また、鋳鋼材は球状黒鉛鋳鉄材などに比べ高温剛性が高いので、薄肉にしても形状寸法を維持でき、ブローバイや磨耗、焼付き、または破損といった不具合を生じにくくエンジン性能を損なうことがない。また、薄肉にして軽量化することで往復運動時の慣性を少なくすることが可能となる。また、鋳造

で一体に形成することで、主要構成部分同士の接合が不要となり、ニアネットとして加工代を少なくでき、製造工程が少なく低コストとなるほか接合部の高温耐力や接合強度の不足など信頼性の問題も解消される。

【0014】

そして、ピストンの主要構成部分となる頭部と、ピンボス部と、スカート部とを含めて、鋳造で一体に形成することで、冷却空洞部を必要としないガソリンエンジン用のピストンとして使用できる。

【0015】

また、冷却空洞部を含め鋳造一体に形成すれば、特にディーゼルエンジン用のピストンとして好適である。すなわち、鍛造製のピストンに比較して、冷却空洞部の特殊な切削加工や空洞部を塞ぐふたの取り付け工程などが不要となるので、製造工程が少なく低コストとなり、また、冷却空洞部を加工する際の加工バイトが入るスペースが不要となりコンプレッションハイトを低くできるので、ピストンの軽量化とエンジンルームのコンパクト化が可能となる。また、接合手段によるピストンのように冷却空洞部に残留するバリによりエンジン性能を損なうおそれがない。

【0016】

また、本発明の内燃機関用ピストンは前記鋳鋼が、Mn、Crの少なくとも1つを含む硫化物の面積率が0.2～3.0%で、全硫化物の数に対する円形度0.7以上の硫化物の数が70%以上であることを特徴とする。常温から450～500℃の温度域で使用しての高温耐力、高温剛性、耐熱き裂性、低熱膨張性とを備えたピストンの部材となる前記鋳鋼が、Mn、Crの少なくとも1つを含む硫化物の面積率が0.2%以上で、全硫化物の数に対する円形度0.7以上の硫化物の数が70%以上であれば、耐熱き裂性を損うことがない。くわえて、硫化物のもつ内部潤滑作用によって切削抵抗を下げ、また切削工具の寿命を伸ばして、切削性を向上する効果もある。一方、Mn、Crの少なくとも1つを含む硫化物の面積率が3.0%を超え、全硫化物の数に対する円形度0.7以上の硫化物の数が70%未満であると、耐熱き裂性を低下させ、また靱性を低下させる。したがって、Mn、Crの少なくとも1つを含む硫化物の面積率が0.2～3.0

%で、全硫化物の数に対する円形度0.7以上の硫化物の数が70%以上とする。

【0017】

また、本発明の内燃機関用ピストンは前記鋳鋼が、前記硫化物を含み、さらに基地組織が、フェライト相、パーライト相からなることがよく、組成としては、質量比で、C:0.55%以下、Si:2%以下、Mn:3%以下、S:0.2%以下、Nb、V、Tiの少なくとも1つを0.5%以下を含有するとよい。摺動するピストンと接触する相手材であるシリンダライナの部材は、FC250あるいはFC300といった片状黒鉛鋳鉄がほとんどであり、ピストン部材はこのシリンダライナ部材と同程度の線膨張係数であることが要求される。これは、シリンダライナとピストンのクリアランスを適正に保つため、ピストン部材の基地組織がフェライト相とパーライト相からなれば、線膨張係数が同程度となり、常温から450～500℃の温度域で使用してもシリンダライナとピストンのクリアランスが適正に確保され、ブローバイや磨耗、焼付き、または破損などによりエンジン性能を損なうことがない。組成の限定理由については後述する。

【0018】

また、本発明の内燃機関用ピストンは前記鋳鋼が、前記硫化物を含み、さらに基地組織が、フェライト相、マルテンサイト相からなり、オーステナイト相が30%未満であるとよい。ピストン部材の基地組織がフェライト相とマルテンサイト相からなれば、常温から450～500℃の温度域で使用しても高い高温耐力を確保できる。また、前述のとおりピストン部材はシリンダライナ部材と同程度の線膨張係数が要求されるが、線膨張係数を増大させるオーステナイト相の面積率が30%以下であれば、線膨張係数がシリンダライナ部材と同等程度となり、シリンダライナとピストンのクリアランスが適正に確保されエンジン性能を損なうことがない。

【0019】

さらに、上記の基地組織がフェライト相、マルテンサイト相からなり、オーステナイト相が30%未満の前記鋳鋼の組成は、質量比で、C:0.5%以下、Si:2%以下、Mn:3%以下、S:0.2%以下、Ni:6%以下、Cr:2

0%以下、Cu: 6%以下、Nb: 5%以下を含有するとよく、質量比で、C: 0.03~0.5%、Si: 0.2~2.0%、Mn: 0.3~3.0%、S: 0.01~0.20%、Ni: 0.5~6%、Cr: 6~20%、Cu: 1~6%、Nb: 0.2~5%を含有することが好ましい。そして、前記のC、Ni、Nbが $[0.05 < (C\% + 0.15Ni\% - 0.10Nb\%) \leq 0.80]$ の範囲で含有することが特に好ましい。上記の組成とC、Ni、Nbの範囲の限定理由については後述する。

【0020】

また、本発明の内燃機関用ピストンは前記鋳鋼が、質量比で、Al: 0.04%以下、Mg: 0.04%以下、およびCa: 0.04%以下の少なくとも1つを含有することを特徴とする。組成の限定理由については後述する。

【0021】

また、前記鋳鋼が、350℃から500℃の範囲において0.2%耐力が350MPa以上、縦弾性係数が140GPa以上で、かつ常温から500℃の平均線膨張係数が $10 \sim 16 \times 10^{-6} / ^\circ\text{C}$ であるとよい。

【0022】

エンジン内でピストンが曝される450~500℃という燃焼温度は、アルミニウム合金や球状黒鉛鋳鉄からなるピストンでは適用できない温度である。このような高い温度域で使用するには高温耐力、高温剛性、耐熱き裂性、低熱膨張性とを兼備する必要がある、このためには以下に示す特性を同時に満足することが望ましい。すなわち、350℃から500℃の範囲において0.2%耐力が350MPa以上、縦弾性係数が140GPa以上で、かつ常温から500℃の平均線膨張係数が $10 \sim 16 \times 10^{-6} / ^\circ\text{C}$ とする。350~500℃の温度域における高温耐力を350MPa以上とすれば、450~500℃の温度域での高温耐力が確保されるとともに、後述の線膨張係数が小さいことの相乗効果として、耐熱き裂性も確保される。さらには薄肉としてアルミニウム合金からなるピストンと同等に軽量とすることが可能となる。

【0023】

また同時に、高温剛性を示す1つの指標である350~500℃の温度域にお

ける縦弾性係数を 140MPa 以上とすることで、高温剛性が確保され、精密に仕上加工されたピストンの形状寸法を維持してエンジン性能を損なうことがない。また、薄肉として軽量とすることが可能となる。

【0024】

さらに同時に、低熱膨張性を示す 1 つの指標である常温から 500℃ の温度域における平均線膨張係数を $10 \sim 16 \times 10^{-6} / ^\circ\text{C}$ とすることで、片状黒鉛鋳鉄製のシリンダライナの平均線膨張係数 (20～480℃ の温度範囲で $13.1 \times 10^{-6} / ^\circ\text{C}$) とほぼ等しくなって、常温から 450～500℃ の温度域で使用してもピストンの外径とシリンダライナとのクリアランスを小さく、かつ適正に確保、維持できて、潤滑のためのオイル消費を少なくする。また、燃焼ガスがピストン、ピストンリング、シリンダライナのクリアランスを通過してクランクケースへ吹き抜ける、いわゆるブローバイを低減してエンジンの出力を確保し、さらに、ピストン、ピストンリング、シリンダライナ間に生成された油膜を切ることなくこれらの部品の摩耗を抑制し、さらにはエンジンの騒音を低減できる。

【0025】

次に、本発明の内燃機関用ピストンの材料組成の限定理由を説明する。

【0026】

(1) C: 0.55% 以下、或は C: 0.5% 以下、好ましくは 0.03～0.5%

請求項 5 乃至請求項 6 の基地組織がフェライト相、パーライト相からなる前記鋳鋼 (以下、単に「 α -P 系鋳鋼」という) については、C は、パーライト中のセメンタイトを形成し、Nb、V、Ti といった元素と炭化物を形成して、高温耐力を確保する効果があるが、0.55% を超えると、フェライト相が減少し、パーライト相の量が増加して、耐熱き裂性が劣化し、靱性も低下させるので、0.55% 以下とする。特に高負荷の応力がかかるピストンでは、高温耐力を確保するため、 α -P 系鋳鋼では、C は 0.35～0.55% とするのが好ましい。

【0027】

一方、請求項 7 乃至請求項 10 の基地組織がフェライト相、マルテンサイト相からなり、オーステナイト相が 30% 未満の前記鋳鋼 (以下、単に「 δ -M 系鋳

鋼」という)については、Cは、Nbと結びついて結晶粒の粗大化を防止する作用を有する。またCは、凝固温度を低下させ、溶湯の流動性、すなわち casting 時の湯流れ性を向上するなど casting 性を良好にする。この効果は、例えば、ピストンを薄肉で casting する場合など非常に重要であり、後述する Nb の含有量とのバランスで含有させる。しかし、0.5%を超えると、オーステナイト相が多量に残留して硬さが低下し、高温耐力、高温剛性、耐摩耗性が得られず、さらに、C量に見合う Nb 量が多くなって高コストとなる。したがって、 δ -M系 casting 鋼では、Cは0.5%以下、好ましくは0.03~0.5%、より好ましくは0.03~0.4%とする。

【0028】

(2) Si: 2%以下、好ましくは0.2~2.0%

Siは、 α -P系 casting 鋼では溶湯の脱酸剤としての役割を有し、COガス等に起因するガス欠陥を防止するなど、casting 性を確保する。一方、 δ -M系 casting 鋼では、Siは前述の脱酸作用にくわえて、Crを中心とした不動態酸化皮膜を保護、強化する役割を担い、耐食性を向上させる。しかし、 α -P系、 δ -M系の何れの casting 鋼でも、Siが2%を超えると、耐熱衝撃性、切削性を低下させる。したがって、Siは2%以下、好ましくは0.2~2.0%、より好ましくは0.2~1.5%とする。

【0029】

(3) Mn: 3%以下、好ましくは0.3~3.0%

Mnは、溶湯の脱酸作用および非金属介在物を生成して切削性を改善し、特に α -P系 casting 鋼では後述する焼準処理によって強度を確保する効果があるが、しかし、 α -P系、 δ -M系の何れの casting 鋼でも、Mnが3%を超えると靱性が低下するので、Mnは3%以下、好ましくは0.3~3.0%、より好ましくは0.3~1.0%とする。

【0030】

(4) S: 0.2%以下、或はS: 0.2%以下、好ましくは0.01~0.2%

Sは、Mn、Crと硫化物を生成して、その内部潤滑作用によって切削性を改

善する。しかし、Sが0.2%を超えると、硫化物が過剰となり、耐熱き裂性を悪化させる。耐熱き裂性を損うことなく、切削性を向上するには、Sは0.2%以下とし、 α -P系鋳鋼では好ましくは0.005~0.2%、 δ -M系鋳鋼では好ましくは0.01~0.2%、より好ましくは0.005~0.15%とする。

【0031】

(5) Ni: 6%以下、好ましくは0.5~6%

Niは、 δ -M系鋳鋼において基地組織を強化して高温耐力、耐食性を改善する。しかし、6%を超えて多量に含有するとMs点が室温以下に低下し、オーステナイト相が多量に残留して高温耐力が不足する。したがって、Niは6%以下、好ましくは0.5~6%、より好ましくは0.5~5%とする。

【0032】

(6) Cr: 20以下、好ましくは6~20%

Crは、 δ -M系鋳鋼において高温耐力を向上させ、また鋳造時の湯流れ性を確保する。また、Crは基地の表面に緻密で密着性の良い安定な不動態酸化皮膜を形成し、耐食性を向上させる。一方、Crが20%を超えると、鋳造時にスラグを生成して異物かみ欠陥などの鋳造欠陥を招くおそれがある。したがって、Crは20以下、好ましくは6~20%、より好ましくは12~18%とする。

【0033】

(7) Cu: 6%以下、好ましくは1~6%

Cuは、 δ -M系鋳鋼においてNiと同様の効果を有し、基地組織を強化して高温耐力、耐食性を改善する。また、後述する時効処理によってCuが基地組織に析出して、高温耐力を一層向上することができる。一方、Cuが6%を超えると、高温剛性と靱性を損ない、また耐食性も劣化する。したがって、Cuは6%以下、好ましくは1~6%、より好ましくは2~4%とする。

【0034】

(8) Nb: 5%以下、好ましくは0.2~5%

Nbは、 δ -M系鋳鋼においてCと結びつき微細なNb炭化物(NbC)を形成して高温耐力を向上し、また結晶粒の粗大化を防止する。しかし、Nbは5%

を超えて含有すると、NbCにより切削性を低下させるおそれがある。したがって、Nbは5%以下、好ましくは0.2~5%、より好ましくは0.2~3.5%とする。なお、Nbを始めとするTi、Zr、Hf、V、TaといったIVa族、Va族の元素は、Cと結びついてオーステナイト中のC量を減じ、 casting時の湯流れ性に効果のあるC量を多くすることができ、Nbと置換可能であることから、Nbに替えて、或はNbと併用して上記の元素を含有してもよい。

【0035】

(9) Nb、V、Tiの少なくとも1つを0.5%以下

Nb、V、Tiは、 α -P系鋳鋼において炭窒化物を形成してパーライトを強化する作用がある。しかし、これらの元素の合計が0.5%を超えても効果の増大はなく、むしろ耐熱き裂性を低下させ、靱性を劣化させる。したがって、Nb、V、Tiの少なくとも1つは0.5%以下とする。

【0036】

(10) C、Ni、Nbが $[0.05 < (C\% + 0.15Ni\% - 0.10Nb\%) \leq 0.80]$

ピストンを低コストに castingするためには、安価な原材料を用いることが必要である。原材料となるスクラップ材によっては、 casting時の湯流れ性など casting性の確保のために、高いC量で castingせざるを得ない場合もある。 δ -M系鋳鋼においては、C量が多くなるとMs点を低下させ、常温でオーステナイトが多量に残留して、高温耐力、高温剛性が得られない場合がある。NbCを生成させ、オーステナイト中のC量を低下させ、結果として基地のMs点の低下を防ぐ作用のあるNbと、Ms点の低下を招くNi量を、 $[0.05 < (C\% + 0.15Ni\% - 0.10Nb\%) \leq 0.80]$ の範囲に制限することで、所望の高温耐力、高温剛性が得られる。

【0037】

(11) Al: 0.04%以下、Mg: 0.04%以下、およびCa: 0.04%以下の少なくとも1つを含有

Al、Mg、Caは、脱酸材としての効果があり、また被削性に効果のある硫化物の核として作用し、これを微細に分散する効果を有するため、含有させるこ

とができる。一方、これらを過剰に含有させると非金属介在物として基地組織中に残留し、耐熱き裂性を低下させる。したがって、必要に応じ、Al: 0.04%以下、Mg: 0.04%以下、およびCa: 0.04%以下の少なくとも1を含有させる。

【0038】

なお、上記した元素のほか、鑄造性、切削性、耐摩耗性を損なわない範囲で、高温耐力の改善のため、質量比で、Mo: 5.0%以下、W: 3.0%以下、B: 0.05%以下、N: 0.1%以下、Co: 3.0%以下、Ti: 0.05%以下、V: 0.05%以下を、また、被削性や耐焼き付き性の改善のため、Se: 0.2%以下、Bi: 0.1%以下の少なくとも1を含有させることができる。

【0039】

本発明の内燃機関用ピストンの製造方法は、前記硫化物を含み、さらに基地組織が、フェライト相、パーライト相からなる前記鑄鋼 (α -P系鑄鋼) を、鑄造後、850℃以上に保持して空冷することを特徴とする。鑄造したままの、所謂鑄放しのままのピストンでは、製品形状、方案配置、鑄型形状等の要因で、ピストン各部の凝固冷却速度がまちまちになる場合があり、熱処理することによって材質を均一にし、耐摩耗性、硬度、機械的性質を調整する必要があることがある。このような場合には、鑄造後、850℃以上に加熱保持した後、空冷する焼準処理を施すことで、初析フェライトと緻密なパーライトの混合組織が得られ、ピストン材として必要な強度と耐摩耗性が確保できる。加熱温度が850℃未満では完全にオーステナイト化せず、一旦、全組織をオーステナイト化するためには850℃以上に加熱することが好ましい。なお、加熱保持時間は、ピストンのサイズ、形状等によって決まるので一概にいえませんが、小型のもので0.5時間以上、大型のもので1時間以上を目安とする。

【0040】

本発明の内燃機関用ピストンの製造方法は、前記硫化物を含み、さらに基地組織が、フェライト相、マルテンサイト相からなり、オーステナイト相が30%未満からなる前記鑄鋼 (δ -M系鑄鋼) を、鑄造後、450℃以上に保持して空冷

する、または、好ましくは1000℃以上に保持して急冷した後、450℃以上に保持して空冷することを特徴とする。ピストンは、使用中の材質変化により永久変形が生ずると、ブローバイや磨耗、焼付き、または破損といった不具合が生じ、エンジン性能を損なうので、材質変化は予め極小化しておくことが望ましい。このためには、使用温度以上の温度で保持して材質を安定化させることが有効で、鑄造後、ピストンの使用温度である450℃以上に保持して空冷する時効処理を施すことが好ましい。さらに、この時効処理に先立ち、鑄造後、1000℃以上に保持して急冷する固溶化処理を施しておけば、材料中の脆い炭化物（例えばCr炭化物）が固溶化し、靱性および延性が確保されるのでより好ましい。なお、固溶化処理と時効処理とにおける加熱保持時間は、ピストンのサイズ、形状等によって決まるので一概にいけないが、小型のもので前者0.5時間以上、後者2時間以上、大型のものでは前者1.5時間以上、後者4時間以上を目安とする。

【0041】

【発明の実施の形態】

次に、発明の実施の形態を詳細に説明する。

（供試材の作製）

表1は、高温耐力、高温剛性、耐熱き裂性、および低熱膨張性を試験するための各供試材の化学成分〔質量比（％）〕および〔C％+0.15Ni％-0.10Nb％〕の値であり、発明例1～10は本発明の組成範囲で δ -M系鑄鋼、11から13*は本発明の組成範囲で α -P系鑄鋼、また比較例1～4はステンレス鋼、比較例5、6は炭素鋼、さらに従来例1は（JIS）FCD600相当の球状黒鉛鑄鉄、従来例2は前述した特許文献2に開示される鍛鋼製ピストンの組成相当の材料を示す。

【0042】

表1で、発明例1～10、発明例11～13*、および比較例1～6については、100kg高周波溶解炉（塩基性ライニング）を用いて溶解した後、1550℃以上で取鍋に出湯し、直ちに1インチYブロックに1500℃以上で注湯した。そして、発明例5*を除く発明例1～10については、鑄造後、1000～

1200℃で1時間保持後急冷する固溶化処理を施した後、550～630℃で2～4時間保持後空冷する時効処理を施して供試材を作製した。発明例13*を除く発明例11～13については、鑄造後、850～1000℃で1時間保持した後空冷する焼準処理を施して供試材とした。

【0043】

一方、(JIS) FCD600相当の球状黒鉛鑄鉄の従来例1については、100kg高周波溶解炉(酸性ライニング)を用いて溶解し、1500℃以上で取鍋に出湯中に、Fe-75%SiとFe-Si-4%Mgをサンドイッチ法で球状化処理し、さらに、注湯直前に、Fe-75%Siで2次接種を行い、1インチYブロックに注湯して供試材とした。

【0044】

また、特許文献2に開示される鍛鋼製ピストンの組成相当材である従来例2は、真空溶解で溶製してインゴットに注湯し、次いでインゴットを1100℃にて鍛伸した後、950℃から焼準処理を施して供試材とした。

【0045】

【表1】

供試材の組成 (質量%)

	C	Si	Mn	S	Ni	Cr	Cu	Nb	V	Ti	他	C% +0.15Ni% -0.10Nb%	熱 処 理
発明例1	0.07	0.60	0.41	0.023	4.19	16.10	2.90	0.37	0.008	0.004	Al: 0.021	0.66	有
発明例2	0.06	0.65	0.47	0.050	3.94	16.60	3.00	0.31	0.008	0.003	-	0.62	有
発明例3	0.05	0.55	0.47	0.063	4.58	14.50	3.20	0.29	0.007	0.005	-	0.71	有
発明例4	0.05	0.65	0.48	0.128	3.95	16.90	3.00	0.31	0.008	0.007	-	0.61	有
発明例5	0.05	0.65	0.48	0.200	3.95	16.90	3.00	0.31	0.012	0.005	-	0.61	有
発明例5*	0.05	0.65	0.48	0.200	3.95	16.90	3.00	0.31	0.010	0.005	-	0.61	無
発明例6	0.11	0.56	0.48	0.060	4.03	16.10	3.00	0.30	0.008	0.004	-	0.68	有
発明例7	0.12	0.58	0.47	0.061	3.89	16.10	2.90	1.00	0.008	0.005	-	0.60	有
発明例8	0.29	0.57	0.47	0.066	5.00	16.46	3.00	2.47	0.009	0.008	Mg: 0.032	0.79	有
発明例9	0.18	0.56	0.48	0.060	3.76	16.37	3.00	1.59	0.008	0.005	Ca: 0.034	0.59	有
発明例10	0.43	0.55	0.50	0.071	4.00	15.50	2.80	4.10	0.009	0.007	-	0.62	有
発明例11	0.35	0.80	1.98	0.022	0.08	0.03	0.08	0.04	0.12	0.008	-	-	有
発明例12	0.54	0.77	0.80	0.082	0.06	0.03	0.04	0.005	0.06	0.03	Al: 0.031	-	有
発明例13	0.42	0.68	1.01	0.040	0.08	0.10	0.03	0.31	0.03	0.004	-	-	有
発明例13*	0.42	0.68	1.01	0.040	0.08	0.10	0.03	0.31	0.03	0.004	-	-	無
比較例1	0.07	0.60	0.41	0.220	3.94	16.60	3.00	0.31	0.008	0.005	-	0.63	無
比較例2	0.07	0.60	0.41	0.290	3.94	16.60	3.00	0.31	0.007	0.005	-	0.63	有
比較例3	0.55	0.55	0.48	0.310	4.07	16.30	3.00	0.30	0.008	0.004	-	1.13	無
比較例4	0.18	0.58	0.48	0.408	6.54	16.30	3.00	1.50	0.007	0.008	-	1.01	無
比較例5	0.32	0.85	1.23	0.210	0.04	0.03	0.03	0.08	0.01	0.011	-	-	有
比較例6	0.57	0.55	1.75	0.209	0.03	0.03	0.03	0.005	0.5	0.013	-	-	有
従来例1	3.70	2.23	0.35	0.006	0.03	0.02	0.67	-	-	-	Mg: 0.042	3.70	無
従来例2	0.41	0.65	1.17	0.030	0.10	0.11	0.11	-	0.08	-	-	0.43	有

【0046】

(硫化物・組織の解析)

次に、発明例1～13*、比較例1～6、従来例1、2の供試材から試料を切り出して樹脂に埋め込み、エメリー紙で#1000番まで研磨し、さらに、15 μ m、9 μ m、3 μ m、1 μ mのダイヤモンド粒子による研磨およびコロイダルシリカによる仕上げ研磨を順に行った。そして、Mn、Crの少なくとも1つを含む硫化物の面積率(%)と、全硫化物の数に対する円形度0.7以上の硫化物の数を測定した。さらに、基地組織、オーステナイト率についても調査した。

【0047】

まず、硫化物の面積率(%)は、旭化成(株)製の画像解析装置(IP-1000)を用いて倍率200で視野を取り込み、直径1.0 μ m相当以上の粒子について測定した。また、硫化物の円形度は、研磨した試料を画像解析装置で観察し、 $(4 \times \pi \times \text{硫化物面積}) / (\text{硫化物周囲長})^2$ の式で算出し、全硫化物の数に対する円形度0.7以上の硫化物の数の割合を測定した。その結果を表2に示す。また、図3に、硫化物の面積率(%)と、全硫化物の数に対する円形度0.7以上の硫化物の数の割合(%)との関係を示す。オーステナイト率は、Rigaku製X線応力測定装置(ストレインフレックスMSF-2M)を用いて、その体積率を測定した。

【0048】

【表 2】

硫化物の測定結果				
	硫化物の面積率 (%)	円形度0.7以上の 硫化物/全硫化物 (%)	組織	γ 率 (%)
発明例1	0.2	86.4	M, δ, γ, (Cr, Mn)S	6.2
発明例2	0.5	95.5	M, δ, γ, (Cr, Mn)S	6.5
発明例3	0.8	88.6	M, δ, γ, (Cr, Mn)S	6.6
発明例4	1.2	82.2	M, δ, γ, (Cr, Mn)S	7.5
発明例5	3.0	70.2	M, δ, γ, (Cr, Mn)S	8.2
発明例5*	2.9	70.4	M, δ, γ, (Cr, Mn)S	9.8
発明例6	1.0	88.9	M, δ, γ, (Cr, Mn)S, NbC	12.0
発明例7	0.9	92.5	M, δ, γ, (Cr, Mn)S, NbC	10.0
発明例8	1.0	87.7	M, δ, γ, (Cr, Mn)S, NbC	28.8
発明例9	0.8	81.0	M, δ, γ, (Cr, Mn)S, NbC	5.8
発明例10	1.1	88.0	M, δ, γ, (Cr, Mn)S, NbC	6.6
発明例11	0.2	85.1	α, P	0.0
発明例12	1.1	88.2	α, P	0.0
発明例13	0.6	90.0	α, P	0.0
発明例13*	0.6	88.9	α, P	0.0
比較例1	2.8	66.7	M, δ, γ, (Cr, Mn)S	8.7
比較例2	3.1	65.0	M, δ, γ, (Cr, Mn)S	11.0
比較例3	3.3	61.3	M, δ, γ, (Cr, Mn)S	96.0
比較例4	3.8	58.9	M, δ, γ, (Cr, Mn)S, NbC	33.1
比較例5	3.1	63.3	α, P	0.0
比較例6	3.2	62.5	α, P	0.0
従来例1	0.0	-	α, P, 黒鉛	0.0
従来例2	0.7	54.0	α, P	0.1

α, δ : フェライト、γ : オーステナイト、M : マルテンサイト、P : パーライト

【0049】

表2および図3から、本発明例1～13*は、硫化物の面積率が0.2～3.0%にあり、全硫化物の数に対する円形度0.7以上の硫化物の数が70%以上である。一方、ステンレス鋼の比較例1～4、炭素鋼の比較例5、6は、硫化物の面積率が比較例1を除き、3.0%を超え、全硫化物の数に対する円形度0.7以上の硫化物の数は比較例を含め全て70%未満となっている。また、比較例3、4はオーステナイト率が30%以上である。また従来例1は、基地組織中に硫化物の存在が見られない。従来例2は、硫化物の面積率は0.7%であるが、全硫化物の数に対する円形度0.7以上の硫化物の数が54.0%である。

【0050】

(高温耐力、高温剛性および線膨張係数)

(JIS G 0567) 鉄鋼材料および耐熱合金の高温引張試験方法に基づき、発明例 1～13*、比較例 1～6、従来例 1、2 の供試材から、II-10 試験片を作製し、350℃、450℃、500℃における、0.2%耐力 (MPa) を測定し、0.2%耐力を評価した。

【0051】

また、高温剛性は、350℃、450℃、500℃における縦弾性係数で評価した。まず、(JIS Z 2280) 金属材料の高温ヤング率試験方法に基づき、1.5mm×10mm×60mmの全面研磨加工した板状試験片を作製した。次いで、350℃、450℃、500℃の大気雰囲気の中で、自由保持式静電駆動方式で試験片を加振して振動の共振周波数を検出し、この共振周波数から縦弾性係数を計算して縦弾性係数を測定した。

【0052】

さらに、低熱膨張性は、常温～500℃の平均線膨張係数 ($\times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$) で評価した。これには、直径5mm×厚さ20mmに加工した試験片を、溶融石英製検出棒および支持管をもつ熱機械分析装置 (理学電機製、THERMOFLEX TAS-200 TAS8140C) を用い、大気雰囲気中、昇温速度3℃/minで加熱して膨張量を測定した。上記の3つの特性の評価結果を表3に示す。

【0053】

(耐熱き裂性)

さらに、耐熱き裂性の試験は、図4に模式図で示す熱き裂試験装置40で行った。すなわち、上昇および下降できる水槽41に冷却水42を入れ、高周波発振機43で高周波を発振してコイル44を加熱し、コイル44と水槽41間を軸45を中心に旋回できる取付棒46に直径90mm×厚さ50mmに加工した試験片47を取り付け、熱電対48を試験片47に貼り付けて温度データを記録計49で記録できるようにした。そして、試験片44を水平 (実線で示す) にした状態で、コイル44で試験片47の表面を450℃に加熱し、次いで、試験片47を下方に旋回した後に水槽41を上昇 (二点鎖線で示す) させ、常温の冷却水4

2により急冷し、その後、水槽41を下降すると共に試験片47をもとの水平の状態に戻した。この加熱冷却を1サイクル5秒として1000サイクル後、試験片断面の最大き裂長さ(μm)を測定した。そして、最大き裂長さが $50\mu\text{m}$ 以下を(◎)、 $100\mu\text{m}$ 以下を(○)、 $100\sim150\mu\text{m}$ を(Δ)、 $150\mu\text{m}$ を超えるものを(\times)として評価した。その結果を表3に示す。

【0054】

表3から、本発明例1～13*は、全て最大き裂長さが $98\mu\text{m}$ 以下で、比較例1～6の $110\sim179\mu\text{m}$ 、また従来例1、2の、 $325\mu\text{m}$ 、 $121\mu\text{m}$ に対して耐熱き裂性が大きく優れていることがわかる。さらに、発明例1～10では、 $350\sim500^\circ\text{C}$ の温度域において、0.2%耐力(MPa)が最小でも 358MPa 以上で、かつ縦弾性係数が最小でも 154GPa 以上である。また同時に、常温～ 500°C における平均線膨張係数が $11.5\sim12.8\times10^{-6}/^\circ\text{C}$ と、低熱膨張であり、片状黒鉛鋳鉄製のシリンダライナの平均線膨張係数($20\sim480^\circ\text{C}$ の温度範囲で $13.1\times10^{-6}/^\circ\text{C}$)とほぼ等しい。

【0055】

以上より、本発明例1～13*は、比較例1～6および従来例1、2より、耐熱き裂性に優れ、特に本発明で δ -M系鋳鋼とした発明例1～10では $350\sim500^\circ\text{C}$ の温度域において、0.2%耐力(MPa)が 350MPa 以上で、かつ高温剛性の指標である縦弾性係数が 140GPa 以上である。また同時に、常温～ 500°C における平均線膨張係数が $10\sim16\times10^{-6}/^\circ\text{C}$ と低熱膨張であり、比較例1～4、および従来例1、2に比較して優位である。

【0056】

また、熱処理の有無について評価すると、同一の組成から得られた供試材について、鋳造後、本発明の熱処理を施した発明例5、13と、熱処理を施さなかった発明例5*、13*とを比較すると、熱処理を施した発明例5、13では僅かではあるが、最大き裂長さが短くなり耐熱き裂性の向上がみられる。

【0057】

【表3】

高温耐力、高温剛性、耐熱き裂性、および線膨張係数の評価結果

	0.2%耐力(MPa)			縦弾性係数(GPa)			耐熱き裂性		常温～500℃ 平均線膨張係数 ($\times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$)
	350℃	450℃	500℃	350℃	450℃	500℃	最大き裂長さ (μm)	評価	
発明例1	781	721	622	195	182	161	33	◎	12.1
発明例2	766	684	601	190	175	160	25	◎	12.5
発明例3	673	621	548	195	177	155	35	◎	12.1
発明例4	688	611	534	190	177	154	42	◎	12.8
発明例5	531	455	358	188	174	160	85	◎	12.5
発明例5*	534	471	366	187	174	162	97	○	12.5
発明例6	531	455	358	190	177	156	31	◎	11.8
発明例7	661	610	544	195	170	155	20	◎	11.6
発明例8	686	623	545	193	177	155	54	○	12.5
発明例9	677	633	541	193	175	165	26	◎	12.6
発明例10	645	611	533	190	178	158	44	◎	11.5
発明例11	411	366	301	195	173	155	89	○	12.8
発明例12	455	368	305	195	172	154	93	○	13.1
発明例13	450	374	310	194	172	155	87	○	12.6
発明例13*	410	322	298	193	168	154	98	○	12.4
比較例1	671	610	510	169	158	138	162	×	11.5
比較例2	665	606	503	171	155	136	179	×	12.5
比較例3	446	437	398	162	154	132	110	△	18.0
比較例4	512	468	432	164	156	135	122	△	17.2
比較例5	398	311	288	191	169	154	141	×	12.5
比較例6	470	388	312	195	176	148	156	×	12.6
従来例1	411	358	245	175	160	135	325	×	13.1
従来例2	449	377	303	194	174	155	121	△	14.0

【0058】

【実施例】

図1は、実施例のピストン10の断面図であり、11は頭部、12はスカート部、13は冷却空洞部、14はピンボス部、14dはピン嵌合内径、15は燃焼室、16は頂面、17はリップ、18はトップランド、19はリング溝、10hはコンプレッションハイト、Dは外径である。先ず、発明例2の組成となるように、100kg高周波溶解炉（塩基性ライニング）を用いて溶解した後、1550℃以上で取鍋に出湯し、直ちに、図1に示すピストン10が形成された砂鋳型に1500℃以上で注湯した。ピストン10は、軽量化を図るため、完成後の主要部の平均肉厚を3.0mm以下と薄肉になるようにした。そして、鋳造後、1040℃で1時間保持後、急冷する固溶化処理を行い、さらに600℃で4時間

保持後、空冷する時効処理を行った。次いで、ピストン 10 の外径ほかを切削加工および研削加工を行った。図 2 は、発明例 2 の組成のピストン 10 の金属組織顕微鏡写真（倍率 400）であり、フェライトとマルテンサイトの面積率は 92.3% であった。なお、鑄造工程において問題となる鑄造欠陥はなく、また加工工程においても問題となるような切削工具や研削工具の摩耗もなかった。次に、ピストン 10 を 6 気筒 10,000 cc ディーゼルエンジンを模した試験装置に搭載して耐久試験を実施した。全負荷時のピストン 10 にかかる温度は 480℃ であったが、高温耐力、高温剛性、耐熱き裂性、低熱膨張性を有し、常温から 450～500℃ の温度域で使用しての熱的負荷、機械的負荷への耐久性を有することが確認された。

【0059】

【発明の効果】

以上、詳細に説明のとおり、本発明によれば、常温から 450～500℃ の温度域で使用しての高温耐力、高温剛性、耐熱き裂性、および低熱膨張性を有しており、自動車エンジン、特にディーゼルエンジンに好適な、内燃機関用ピストンと、その製造方法が得られる。

【図面の簡単な説明】

【図 1】

実施例のピストン 10 の断面図である。

【図 2】

発明例 2 の組成のピストン 10 の金属組織顕微鏡写真（倍率 400）である。

【図 3】

硫化物の面積率（%）と、全硫化物の数に対する円形度 0.7 以上の硫化物の数の割合（%）との関係を示す図である。

【図 4】

熱き裂試験装置 40 の模式図である。

【図 5】

ピンボス部を含む頭部とスカート部とを別体として製作し、組み立てた従来のピストン 20 の一例の断面図である。

【図 6】

従来の鍛網製ピストンの金属組織顕微鏡写真（倍率 400）である。

【図 7】

頭部と、スカート部と、ピンボス部とを別体として製作し、拡散接合した、従来のピストン 30 の断面図である。

【符号の説明】

10、20、30：ピストン（内燃機関用ピストン）

10h、20h、30h：コンプレッションハイト

11、21、31：頭部

12、22、32：スカート部

13、23、33：冷却空洞部

14、24、34：ピンボス部

14d：ピン嵌合内径

15、25、35：燃焼室

16、26、36：頂面

17、27、37：リップ

18、28、38：トップランド

19、29、39：リング溝

40：熱き裂試験装置

41：水槽

42：冷却水

43：高周波発振機

44：コイル

45：軸

46：取付棒

47：試験片

48：熱電対

49：記録計

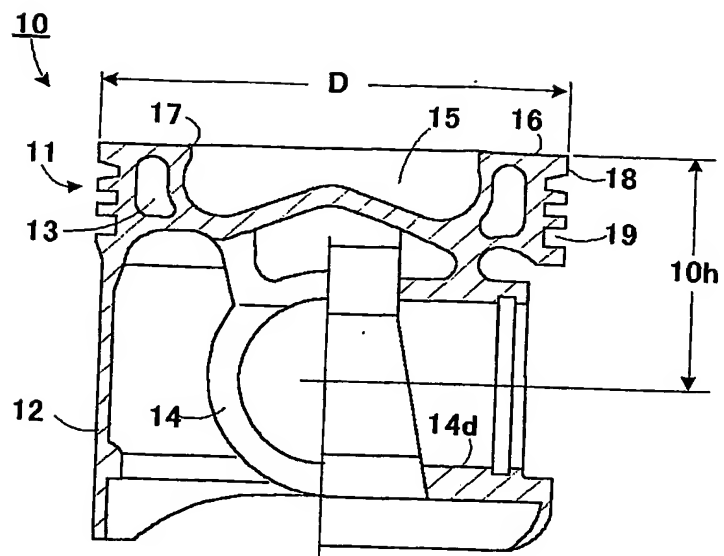
D：外径

a：介在物

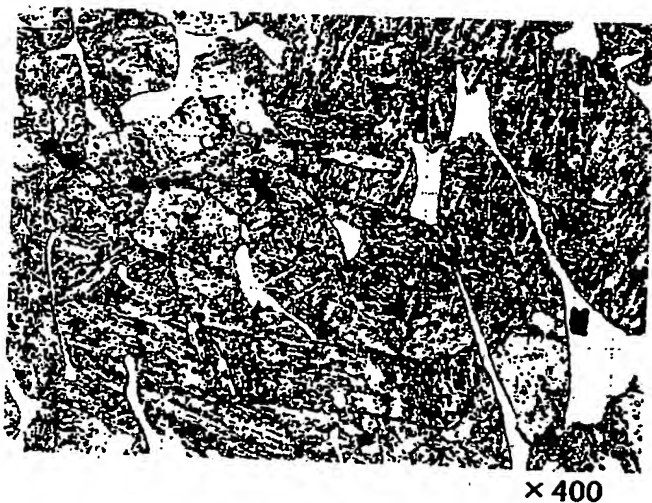
f：ふた

【書類名】 図面

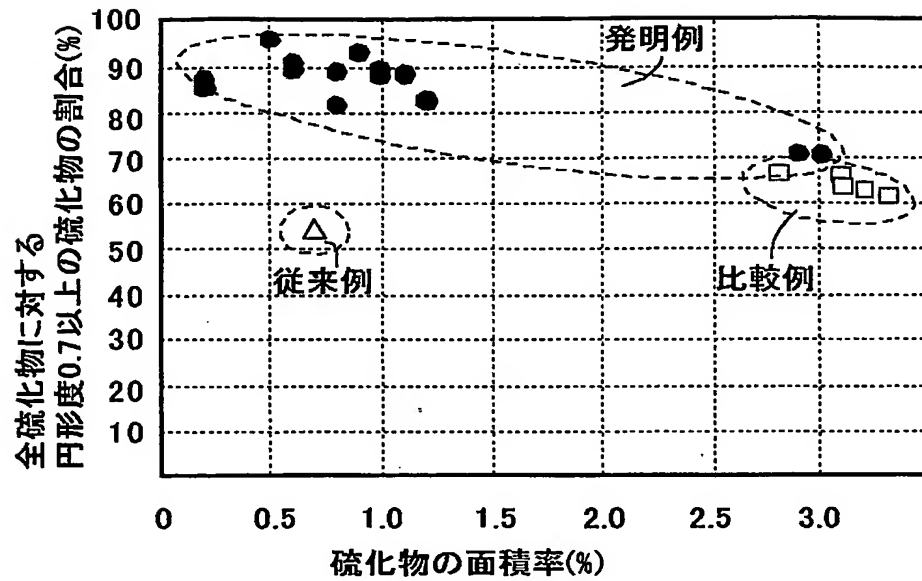
【図 1】



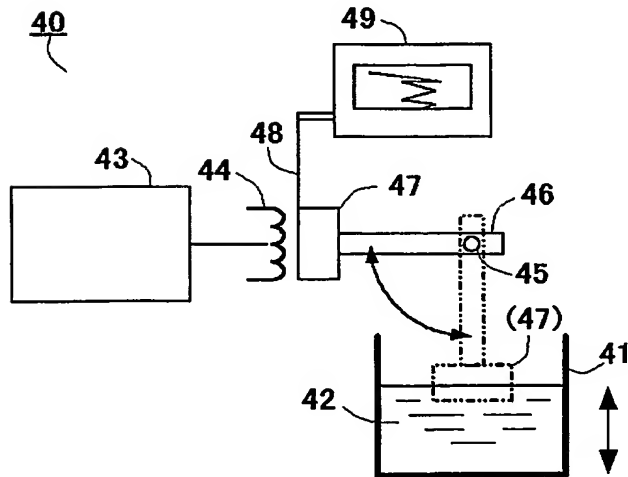
【図 2】



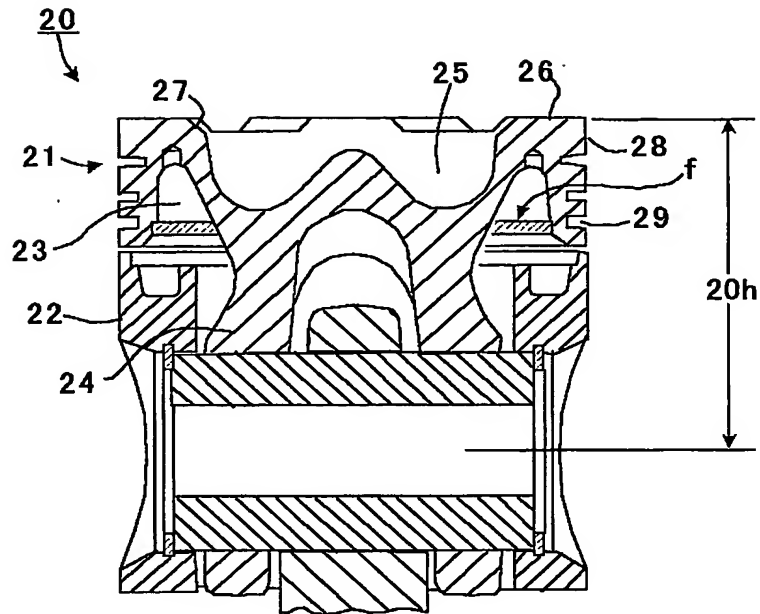
【図 3】



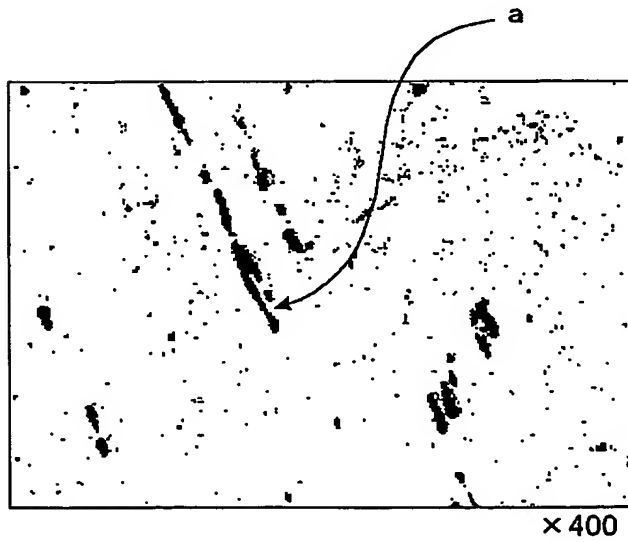
【図 4】



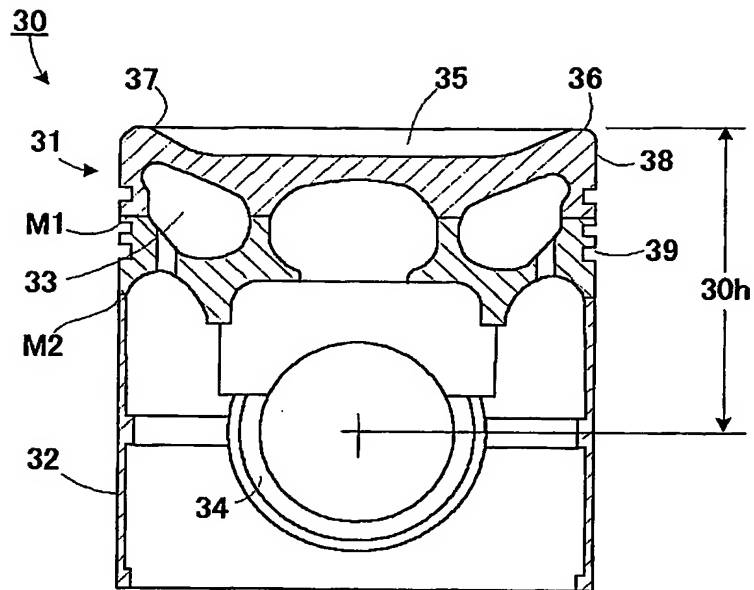
【図5】



【図6】



【図 7】



【書類名】 要約書

【要約】

【課題】 常温から 4 5 0 ～ 5 0 0 ℃ の温度域で使用するの高温耐力、高温剛性、耐熱き裂性、低熱膨張性とを有し、自動車用エンジン、特にディーゼルエンジンなどに好適な内燃機関用ピストンを得る。

【解決手段】 鋳鋼からなり、ピストンの主要構成部分となる頭部と、ピンボス部と、スカート部とを含め、さらにくわえて、冷却空洞部を含めて鋳造一体に形成する。前記鋳鋼は、M n、C r の少なくとも 1 つを含む硫化物の面積率が 0 . 2 ～ 3 . 0 % で、全硫化物の数に対する円形度 0 . 7 以上の硫化物の数が 7 0 % 以上とする。

【選択図】 図 1


認定・付加情報

特許出願の番号	特願 2003-097015
受付番号	50300536150
書類名	特許願
担当官	第三担当上席 0092
作成日	平成15年 4月 1日

<認定情報・付加情報>

【提出日】	平成15年 3月31日
-------	-------------

次頁無



【書類名】 出願人名義変更届
【あて先】 特許庁長官 殿
【事件の表示】
【出願番号】 特願2003- 97015
【承継人】
【識別番号】 000005463
【氏名又は名称】 日野自動車株式会社
【代表者】 蛇 川 忠 暉
【譲渡人】
【識別番号】 000005083
【氏名又は名称】 日立金属株式会社
【代表者】 本 多 義 弘
【手数料の表示】
【予納台帳番号】 010375
【納付金額】 4,200円
【提出物件の目録】
【物件名】 譲渡証書 1
【提出物件の特記事項】 譲渡証書 1 通を手続補正書にて提出致します。



認定・付加情報

特許出願の番号	特願2003-097015
受付番号	50400535040
書類名	出願人名義変更届
担当官	吉野 幸代 4243
作成日	平成16年 5月11日

<認定情報・付加情報>

【提出日】 平成16年 3月30日

特願2003-097015

ページ： 1

出願人履歴情報

識別番号

[000005083]

1. 変更年月日

1999年 8月16日

[変更理由]

住所変更

住 所

東京都港区芝浦一丁目2番1号

氏 名

日立金属株式会社

特願 2003-097015

ページ： 2/E

出願人履歴情報

識別番号

[000005463]

1. 変更年月日

1999年10月 8日

[変更理由]

名称変更

住所

東京都日野市日野台3丁目1番地1

氏名

日野自動車株式会社